

Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava

Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství

Katedra materiálového inženýrství



Bakalářská práce

Mechanismy zpevnění žárovevných slitin na bázi niklu

Strengthening mechanisms of creep resistant nickel based alloys

VŠB - Technická univerzita Ostrava
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra materiálového inženýrství

Zadání bakalářské práce

Student: **Michaela Kormanová**
Studijní program: B3923 Materiálové inženýrství
Studijní obor: 3911R036 Progresivní technické materiály
Téma: **Mechanismy zpevnění žárovevných slitin na bázi niklu**
Strengthening mechanisms of creep resistant nickel based alloys

Jazyk vypracování: čeština

Zásady pro vypracování:

Úvod do problematiky
Základní charakteristiky superslitin na bázi niklu
Mechanismy zpevnění superslitin na bázi niklu
Studium mikrostrukturních změn po vysokoteplotní expozici
Diskuze a závěr

Seznam doporučené odborné literatury:

HERNAS, A., Z. JONŠTA, M. TVRDÝ, L. ČÍŽEK a J. PURMENSÝ. Žárupevné oceli a slitiny. Žilina: ZUSI, 2002.
DONACHIE, M. a S. DONACHIE. Superalloys: a technical guide. 2nd ed. Materials Park, Ohio: ASM International, 2002.
REED, R. The superalloys - fundamentals and applications. Cambridge, UK: Cambridge University Press, 2006.
GEDDES, B., H. LEON a X. HUANG. Superalloys alloying and performance. Materials Park, Ohio: ASM International, 2010.

Formální náležitosti a rozsah bakalářské práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Kateřina Konečná, Ph.D.**

Datum zadání: 30.11.2017

Datum odevzdání: 30.04.2018


prof. Ing. Vlastimil Vodárek, CSc.
vedoucí katedry




prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka fakulty

Zásady pro vypracování bakalářské práce

I.

Bakalářskou prací (dále jen BP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

II.

Uspořádání bakalářské práce:

- | | |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list | 6. Obsah BP |
| 2. Originál zadání BP | 7. Textová část BP |
| 3. Zásady pro vypracování BP | 8. Seznam použité literatury |
| 4. Prohlášení + místopřísežné prohlášení | 9. Přílohy |
| 5. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky | |

ad 1) Titulní list je koncipován podle požadavků příslušné oborové katedry.

ad 2) Originál zadání BP obdrží student na oborové katedře.

ad 3) Tyto „Zásady pro vypracování bakalářské práce“ následují za originálem zadání BP. („Zásady pro vypracování bakalářské práce“ jsou ke stažení na webových stránkách fakulty).

ad 4) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listu (ke stažení na webových stránkách fakulty) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání BP. V případě, že BP vychází ze spolupráce s jinými právníckými a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnické nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním BP.

ad 5) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listu česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 6) Obsah BP se uvádí na zvláštním listu. Zahrnuje názvy všech číslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části BP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 7) Textová část BP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním BP;
- Vlastní rozpracování BP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků BP z hlediska stanoveného zadání.

BP bude zpracována v rozsahu min. 25 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující **doporučené** úpravy - písmo Times New Roman 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 9).

Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. Matematické vzorce musí být číslovány (v kulatých závorkách). U vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury. Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 8) BP bude obsahovat alespoň 10 literárních odkazů, z toho nejméně 3 v některém ze světových jazyků.

Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu BP.

ad 9) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části, např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

III.

Bakalářskou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahore: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra

uprostřed: *BAKALÁŘSKÁ PRÁCE*

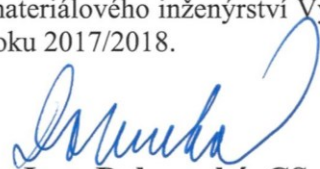
dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON. Práce vložená v elektronické formě do IS EDISON se musí zcela shodovat s prací odevzdanou v tištěné formě. Po vložení BP do IS EDISON bude provedena její kontrola na plagiátorství.

IV.

Nesplnění výše uvedených zásad pro vypracování bakalářské práce může být důvodem nepřijetí práce k obhajobě. O nepřijetí práce k obhajobě rozhoduje v tomto případě garant příslušného studijního oboru. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem bakalářského studia fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2017/2018.

Ostrava 13. 11. 2017


Prof. Ing. Jana Dobrovská, CSc.
děkanka fakulty metalurgie a materiálového inženýrství
VŠB-TU Ostrava

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že

- jsem byl(a) seznámen(a) s tím, že na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. - autorský zákon, zejména §35 - užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 - školní dílo);
- беру на ве́домі́, že Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava (dále jen VŠB - TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě bakalářskou práci užít (§35 odst. 3);
- souhlasím s tím, že bakalářská práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB - TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího bakalářské práce. Souhlasím s tím, že údaje o bakalářské práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB-TUO;
- bylo sjednáno, že s VŠB - TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- bylo sjednáno, že užít své dílo - bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB - TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB - TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- беру на ве́домі́, že odevzdáním své bakalářské práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřisežně prohlašuji, že jsem celou bakalářskou práci vypracoval(a) samostatně.

V Ostravě 14. 5. 2018

Michasla Kruš
.....
podpis (jméno a příjmení studenta)

ABSTRAKT

Tato práce je zaměřena na mechanismy zpevnění žárovevných slitiny na bázi niklu. Teoretická část práce se zabývá vlivem legujících prvků na mikrostrukturu niklových superslitin. Dále jsou shrnuty jednotlivé fáze, které se vyskytují ve struktuře. V závěru je popsána samotná problematika mechanismu zpevnění. Cílem experimentální části práce je posoudit změnu mikrostrukturních charakteristik niklové superslitiny IN 738LC. V experimentu byly porovnávány změny výchozí struktury vzorku se strukturou po dlouhodobém vystavení slitiny vysoké teplotě. Následně se vyhodnocoval objemový podíl zpevňující fáze a také změny tvrdosti.

Klíčové slova: zpevnění, niklové superslitiny, mikrostruktura, slitina IN 738LC

ABSTRACT

This thesis is focused on strengthening mechanisms of creep resistant nickel based alloys. Theoretical part deals with alloying elements influence on the microstructure of nickel superalloys. Next are summarized the individual phases that are found in the structure. In conclusion, the problem of the strengthening mechanism itself is described. The aim of the experimental part is to evaluate the change of nickel superalloy IN 738LC microstructural characteristic. In the experiment were compared changes in structure of initial sample with structure of sample that was exposed to high temperature after long period of time. In the end the volume of strengthening precipitate phase and hardness changes were evaluated.

Keywords: strengthening mechanism, nickel base superalloys, microstructure, IN 738LC alloy

Poděkování

Tímto bych chtěla poděkovat paní Ing. Kateřině Konečné, Ph.D. za vedení, cenné rady a připomínky při zpracování bakalářské práce a za čas, který mi věnovala. Dále děkuji paní Naděždě Brychtové z katedry Materiálového inženýrství. Děkuji také svým blízkým za morální podporu.

Obsah

1	Úvod.....	2
2	Niklové superslitiny	3
2.1	Rozdělení superslitin niklu	3
2.2	Chemické složení a vliv na vlastnosti a strukturu.....	4
2.3	Mikrostruktura	6
2.3.1	Tuhý roztok γ	7
2.3.2	Karbidické fáze	8
2.3.3	Nežádoucí intermetalické fáze	9
2.3.4	Intermediální fáze γ'	9
3	Principy zpevnění niklových superslitin působením fáze γ'	13
3.1	Zpevnění působením antifázové hranice (APB)	13
3.2	Efekt protnutí fáze γ' dislokacemi	14
3.3	Zpevnění vyvolané koherentní precipitací (deformací)	15
3.4	Ostwaldova teorie hrubnutí.....	15
4	Experimentální materiál	17
4.1	Charakteristika slitiny IN 738LC.....	17
4.2	Tepelné zpracování vzorků	18
5	Experimentální metody	20
5.1	Příprava metalografických vzorků.....	20
5.2	Metody studia struktury	21
5.3	Měření mikrotvrdosti	22
6	Výsledky experimentů.....	23
6.1	Mikrostrukturní rozbor	23
6.2	Výsledky měření mikrotvrdosti	26
6.3	Obrazová analýza.....	28
7	Závěr.....	29
8	Literatura	30

1 Úvod

První superslitiny se začaly používat už před více jak 70 lety. Své první uplatnění našly krátce po druhé světové válce v leteckých turbínových motorech a v turbokompresorech. Nejstarší superslitiny odolávaly teplotám cca do 600°C . Společně s vývojem metalurgických metod pro úpravu superslitin (odlévání, tavení a tepelné zpracování), došlo ke zlepšení tepelné odolnosti superslitin každým rokem zhruba o 10°C. V praxi se tak dostáváme až teplotám použitelnosti cca 1100°C, což je asi 80% hodnoty teploty tavení superslitin. Rozsah aplikací se rozšířil tak, že se superslitiny dnes používají v mnoha oblastech jako například letecký průmysl, pozemní plynové turbíny, raketové motory, chemické, ropné odvětví aj.

Nejpoužívanější superslitiny jsou na bázi niklu, protože vynikají kombinací jedinečných vlastností. Poskytují nejspolehlivější a nejúčinnější způsob jak propojit vysokou teplotní odolnost (nad 650°C) se skvělými pevnostními vlastnostmi, odolností proti korozi, ale také dobrou rozměrovou stálostí a příznivou odolností proti námaze. Několik klíčových legujících prvků vytváří dominantní fáze, zatímco řada přídavných prvků ve stopovém množství může změnit vlastnosti slitin buď pozitivně, nebo i negativně.

V úvodu teoretické části bakalářské práce je charakterizován vliv legujících prvků na mikrostrukturu niklových superslitin. Dále je popsána problematika jednotlivých fází, které se mohou ve struktuře slitiny vyskytnout. V závěru teoretické části jsou uvedeny možné mechanismy zpevnění superslitin na bázi niklu.

Praktická část práce je zaměřena na změnu mikrostrukturních charakteristik lité niklové superslitiny IN 738LC po tepelném zpracování na jakost a po vysokoteplotním žíhání na teplotě 850°C po dobu 100 hodin. Cílem práce je vyhodnocení změn mikrostruktury ve výchozím stavu a po již zmíněném tepelném zpracování. V závěru práce bude zhodnocena mikrotvrдость slitiny a také podíl jednotlivých fází ve struktuře niklové superslitiny.

2 Niklové superslitiny

Niklové superslitiny jsou vícesložkové slitiny, které jsou velmi dobře odolné vůči vysokým teplotám. Protože jsou superslitiny aplikovány v náročných prostředích, je u nich vyžadována: výborná vysokoteplotní pevnost, houževnatost, odolnost proti tečení, odolnost proti poškození v korozním nebo oxidačním prostředí. Současné superslitiny na bázi niklu mají schopnost odolávat vysokým tlakům při vysokých teplotách v okolí $0,85 T_m$ (teplota tání), s velkou odolností proti mechanické degradaci během dlouhodobého namáhání. Tyto vlastnosti slitiny jsou spojeny hlavně se strukturní stabilitou materiálu v důsledku zaplnění 3d sféry elektrony u niklu a zároveň působením ochranné vrstvy Cr_2O_3 s nízkou koncentrací vakancí [1] [2].

Vysoce legované superslitiny se hlavně používají v oblastech, kde jsou dlouhodobě vystaveny vysokým teplotám, jako například u leteckých plynových turbín, raketových motorů, v turbínách elektráren, spalovacích motorech a v dalších náročných odvětvích [3]. Právě proto, že niklové superslitiny mají vysokou teplotní stálost, jsou vhodné pro tyto náročné aplikace. Další faktory, které ovlivňují životnost a vysokoteplotní pevnost slitiny jsou napětí, čas, agresivita prostředí, konstrukční vlastnosti, volba materiálu, technologické materiály a jakost provedení [1].

2.1 Rozdělení superslitin niklu

Niklové superslitiny se mohou dělit různými způsoby. Podle způsobu výroby se dělí na lité slitiny (hrubozrnné, odolné proti lomu a tečení, můžou být jen pájeny natvrdo nebo svařovány), tvářené slitiny (jemnozrnné, homogenní, lepší tahové a únavové vlastnosti) a na slitiny vyrobené práškovou metalurgií. Dále je možné niklové slitiny rozdělit podle použití na slitiny žárovzdorné a žárovevné [4].

Žárovzdorné a žárovevné slitiny

Jedná se o slitiny, které vykazují vynikající odolnost při vysokoteplotním namáhání a mají velkou odolnost proti korozi. Základ těchto materiálů tvoří slitina Ni-Cr, která je legovaná dalšími prvky jako jsou kobalt, wolfram, železo, vanad, niob, tantal, bor, zirkonium, titan, hliník, hořčík aj. Oblast využití tohoto materiálu je velmi široká. Nejvýznamnější využití je v leteckém průmyslu, kde jsou používány pro konstrukční části turbín, trysky turbomotorů, letadlové převodníky aj. [4]

- **Žárovzdorné slitiny**

Slitiny na bázi Ni-Cr a nebo Ni-Cr-Fe se řadí mezi vysokolegované žárovzdorné niklové slitiny. Základním prvkem ve slitině je chrom s obsahem 15-30%, obsah železa může být až 20%. Nežádoucí fáze ve slitině tvoří uhlík a další příměsové prvky a proto se jejich hodnota udržuje na minimálním obsahu. Žárovzdorné slitiny jsou zpevněny substitučně a struktura materiálu je tvořena tuhým roztokem s FCC mřížkou (kubická plošně centrovaná). Za vysokých teplot slitiny mají velkou rychlost tečení, proto nejsou schopny dlouhodobě přenášet vnější napětí [4].

- **Žáropevné slitiny**

Tyto slitiny jsou také na bázi Ni-Cr, kde hlavními přísadovými prvky jsou hliník a titan, které vytváří důležitou vytvrzující fázi $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, která se značí γ' . Tato fáze vzniká při rozpouštěcím ohřevu slitiny, kdy příměsové prvky přechází do tuhého roztoku a ochlazením slitiny vznikne metastabilní tuhý roztok, ze kterého se vyloučí vysoce disperzní precipitáty intermetalické sloučeniny Ni_3Al nebo Ni_3Ti [4].

2.2 Chemické složení a vliv na vlastnosti a strukturu

Velice rozsáhlé chemické složení niklových superslitin může zahrnovat 10-18 legujících prvků. Mechanické vlastnosti žáropevných slitin jsou především ovlivněny mikrostrukturou a chemickým složením. Zvolenou kombinací legujících prvků lze záměrně ovlivňovat vlastnosti těchto slitin. Kompoziční rozmezí hlavních legujících prvků v niklových superslitinách je uvedeno v tabulce 2.1 [5].

Tabulka 2.1 Obsah prvků v niklových superslitinách [3]

Prvek	Obsah (hm%)	Prvek	Obsah (hm%)
Nikl (Ni)	35-80	Niob (Nb)	0-5
Titan (Ti)	0-6	Wolfram (W)	0-12
Hliník (Al)	0-6	Tantal (Ta)	0-12
Molybden (Mo)	0-12	Rhenium (Re)	0-6
Kobalt (Co)	0-20	Železo (Fe)	0-36
Chrom (Cr)	5-25	Uhlík (C)	do 0,3

- **Nikl** je prvek, který tvoří tuhý roztok (matrici γ). Protože je základní složkou superslitin, předurčuje strukturu, fázovou stabilitu a chování slitiny v technologických postupech. Na rozmezí rozpustnosti legujících prvků má obrovský vliv koncentrace niklu ve slitině [5].
- **Železo** v superslitinách lze využít jako levnější alternativu na místo niklu. Jeho obsah ve slitině má však nežádoucí vliv na žárovzdornost materiálu, protože oxidy, které ve své struktuře obsahují železo, mají menší přilnavost k základu. Jestliže je obsah železa v niklových slitinách vysoký, zvyšuje se náchylnost slitiny k vylučování nežádoucích TPC fází (topologicky těsně uspořádané – σ , μ , Lavesovy fáze) [5].
- **Kobalt** ovlivňuje tuhý roztok – matrici γ . Jeho působením se stabilizuje tuhý roztok γ a působí pozitivně na tvařitelnost za tepla i při vysokém obsahu hliníku a titanu, protože zvyšuje jejich rozpustnost v okolí teploty 1100°C. Při nízkých teplotách kobalt redukuje rozpustnost titanu a hliníku v tuhém roztoku γ a to způsobí zvýšení objemu obsahu fáze γ' . Kobalt má kladný účinek na zvýšení žárovevnosti slitiny, snižuje energii vrstevné chyby a zajišťuje dobré technologické vlastnosti superslitiny [5].
- **Chrom** je důležitým legujícím prvkem, který s obsahem 5-25 hm% zajišťuje především dobrou odolnost proti oxidaci za vysoké teploty a navíc přispívá ke zpevnění matrice ve slitině. Vytvářením karbidů $M_{23}C_6$ o velké stabilitě má chrom také kladný vliv na odolnost proti tečení a na plastické vlastnosti [1].
- **Molybden a wolfram** mají za úkol zpevňovat tuhý roztok γ . Jestliže obsah těchto dvou prvků přesáhne obsah 6 hm% začínají vytvářet karbidy typu M_6C . Molybden a wolfram jsou důležité v chemickém složení niklových superslitin, protože relativně snižují koherentní deformaci slitiny a omezují rychlost růstu fáze γ' [5].
- **Hliník** působí na zvýšení žárovzdornosti slitiny a vytváří zpevňující intermetalickou fázi γ' [5].
 - **Titan, niob, tantal a vanad** mají schopnost nahradit hliník v intermediální fázi γ' . Podle pořadí prvků Ta, Nb, Ti a V mohou prvky tvořit precipitáty jednoduchých karbidů v průběhu tuhnutí. Tyto karbidy jsou nestabilní a v průběhu času se při středních teplotách postupně rozpouštějí [5].
- **Bor, zirkonium a hafnium** se přidávají do superslitin v obsahu B = 0,02 hm%, Zr = 0,05 hm% a Hf = do 2 hm%. Cílem těchto prvků je zvýšení pevnosti při tečení, což vysvětluje jejich účinek na morfologii precipitátů na hranicích zrn.

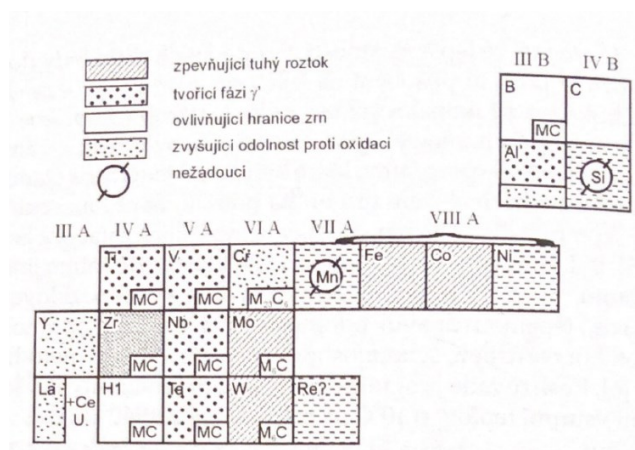
Kombinace boru a zirkonia ve slitině za vysokých teplot zajišťují zvýšení odolnosti proti křehkému porušení [5].

- **Cer** a další prvky vzácných zemin jsou přidávány do niklových superslitin v malém množství za účelem zvýšení odolnosti proti vysokoteplotní oxidaci [5].

V průběhu technologických procesů z výchozích surovin se do slitiny můžou dostat různé metalurgické příměsi. Obsah těchto prvků nesmí překročit určitou hranici, protože by mohlo dojít k praskání slitiny.

- **Kyslík, dusík a síra** jsou prvky, které řadíme k nečistotám. Rafinačními přísadami (mikrolegování, technologické opatření) lze vliv kyslíku a síry snížit. Dusík je velmi obtížné odstranit ze struktury slitiny. Jestliže obsah tohoto prvku je nad 20-40 ppm řadí se mezi vysoce škodlivé prvky z důvodu tvoření různých defektů u odlitků ze špičkových slitin [5].

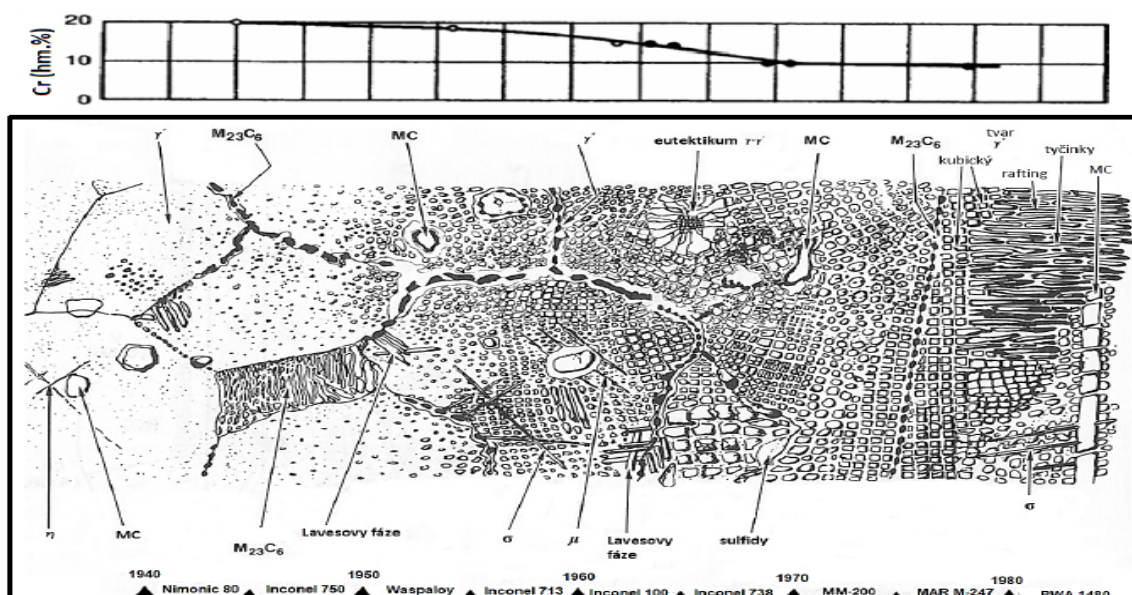
Na obrázku 2.1 je znázorněno, jak jednotlivé legující prvky mohou ovlivnit strukturu niklových superslitin.



Obr. 2.1 Vliv legujících prvků v žárupevných slitinách Ni [5]

2.3 Mikrostruktura

Superslitiny na bázi niklu jsou vícesložkové a vícefázové materiály. Jejich mikrostruktura je tvořena řadou stabilních i nestabilních fází, které se mohou měnit i s nepatrnými změnami v chemickém složení a tak ovlivnit i jejich charakteristické vlastnosti. Na obrázku 2.2 lze pozorovat vývoj a rozdíly v mikrostruktuře niklových superslitin v závislosti na odlišném chemickém složení. Stručný popis fází, které se vyskytují v niklových superslitinách je popsán v tabulce 2.2 na konci kapitoly [4].



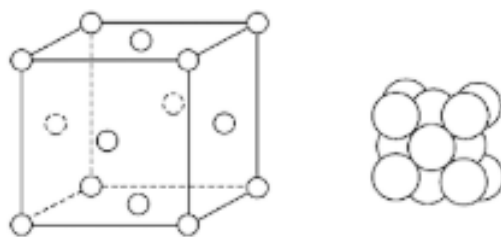
Obr. 2.2 Vývoj a rozdíly v mikrostruktuře niklových superslitin v závislosti na snižujícím se obsahu chromu (Cr) [1]

2.3.1 Tuhý roztok γ

Substituční tuhý roztok γ neboli matrice je základní fází niklových superslitin. Krystalická mřížka neprochází alotropickou přeměnou a je stálá v celém svém rozsahu teplot. Mřížka FCC - kubická plošně centrovaná (viz obr. 2.3) je substitučně zpevněná legujícími prvky, jako jsou kobalt, chrom, železo, molybden, wolfram, niob, tantal dále také hliník, vanad a titan. Legující prvky se od sebe liší svými atomárními poloměry. Mohou se lišit až o 13% od atomárního poloměru niklu, takže mohou podstatně zpevňovat tuhý roztok γ . Prvky se také od sebe liší počtem vakancí elektronů (N_v), které jsou klíčovým kritériem pro určení nestability tuhého roztoku γ . Rozsah N_v se může pohybovat v rozmezí od 1 – 7,6 (např. Al = 7,6, Ti = 6,6).

Uvedené prvky zřetelně ovlivňují mechanicko-metalurgické vlastnosti základního tuhého roztoku díky snížení energie vrstevné chyby (SFE). Tento efekt roste od prvků Ti, V, (Cr, Mo, W), Fe až po Co. Jestliže je hodnota SFE nízká vede k omezení příčného skluzu v základní matici austenitu a také ke zvýšení mechanických vlastností za zvýšených teplot.

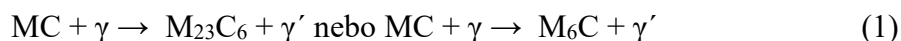
Velký podíl na zpevnění tuhého roztoku má hliník a titan. Pokud obsah hliníku překročí hodnotu nad 10%, začne se vylučovat fáze γ' . Po vyloučení intermediální fáze γ' se v základním tuhém roztoku γ zvyšuje koncentrace prvků Cr, Mo a W, které mohou způsobit přesycení a zvyšují pravděpodobnost tvorby nežádoucích TCP fází (σ , μ a Lavesovy fáze) [5].



Obr. 2.3 Kubická plošně centrovaná mřížka – FCC [3]

2.3.2 Karbidické fáze

Jedním z legujících prvků v niklových superslitinách je uhlík. Pokud je obsah tohoto prvku ve struktuře dostačující začínají se vytvářet karbidy. Dopad karbidických fází na modifikaci mechanicko-metalurgických charakteristik superslitin na bázi niklu je velmi komplikovaný. Nejlépe vyhovující efekt je závislý na struktuře, morfologii a rozdělení karbidů, což má souvislost s chemickým složením slitiny a jejím tepelným zpracováním. Ve struktuře superslitin se můžou tvořit čtyři základní typy karbidů MC, $M_{23}C_6$, M_6C a výjimečně M_7C_3 [5]. Jednoduchou přeměnu jednotlivých typů karbidů můžeme sledovat v reakci:



Primární karbidy typu MC

Karbidy typu MC mají hrubou nepravidelnou morfologii. Vytváří se náhodně v celém objemu tuhého roztoku γ . Nejčastěji se soustřeďují v mezidendritických prostorách na hranicích zrn. Ke zpevnění niklových superslitin přispívají jen velmi omezeně. Tyto karbidy typu MC tvoří především prvky Ti, Ta, Nb a V, které mají velký rozměr zaměnitelnosti v této fázi a vytváří kombinované karbidy. Stabilita primárních karbidů stoupá podle pořadí: VC, NbC, TaC, TiC. V malém množství dokáží rozpustit molybden a wolfram, které zeslabují síly meziatomových vazeb primárních karbidů, což vede k rozpadu na sekundární karbidy typu $M_{23}C_6$ a M_6C . Zvýšeným obsahem Nb ve slitině se zabrání substitučnímu přechodu MC karbidů a stabilizuje je až do teplot 1200 – 1260°C [5].

Sekundární karbidy typu $M_{23}C_6$

Tvoří se v niklových superslitinách se středním nebo vysokým obsahem chromu. Vznikají v průběhu tepelného zpracování nebo se mohou tvořit během nízkoteplotního zpracování při teplotách 700 - 980°C. Za přítomnosti zbytkového uhlíku se vytváří precipitací, popřípadě vzniknou díky degeneraci primárních karbidů typu MC. Sekundární karbidy mají komplikovanou kubickou strukturu a nejčastěji se soustřeďují na hranicích zrn, kde jsou

obklopeny částicemi fáze γ' . Řetězec nespojitých globulí sekundárního karbidu na hranicích zrn vylepšuje creepovou životnost, protože brání v prokluzu hranic zrn a vytváří dostačující houževnatost, která je nezbytná pro relaxaci napětí. Jestliže karbidy typu $M_{23}C_6$ mají jinou morfologii v podobě filmu, destiček nebo nespojitých, nepravidelných částic dochází ve slitině ke snížení tažnosti a zvyšuje se náchylnost ke tvorbě trhlin po hranicích zrn [1].

2.3.3 Nežádoucí intermetalické fáze

Vícesložkové žárovevné niklové superslitiny ve své struktuře obvykle obsahují metastabilní fáze. Během dlouhodobého působení vysokých teplot a v podmínkách exploatace se vylučují intermetalické fáze topologicky těsně uspořádané (TPC – Topologically Close-Packed), mezi které patří σ , μ a Lavesovy fáze. Tyto precipitáty redukují žáruvzdornost v důsledku vázání Cr a Co, dále způsobují snížení zpevnění v důsledku redukce koncentrace prvků Mo a W v tuhém roztoku γ a působí negativně na tvárné vlastnosti slitiny v důsledku nežádoucí morfologie precipitátu (dlouhé, tenké protáhle částice).

Ve slitinách niklu s obsahem Cr, Co, Mo a W se vyskytují obecné fáze σ a μ . Obsah železa a křemíku ve slitině podporuje vznik Lavesovy fáze. Přítomnost TPC fází ve struktuře superslitin je nežádoucí jev, proto musí být chemické složení vyvážené, aby se zabránilo jejich tvorbě [5].

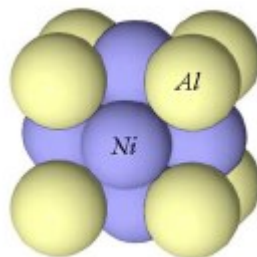
- **Fáze σ** velmi křehká intermetalická fáze, tvořící dlouhé destičky nebo jehlice. Obecný vzorec A_xB_x ($A = \text{Cr, Mo}$; $B = \text{Fe, Ni}$)
- **Fáze μ** disponuje podobnými vlastnostmi jako fáze σ a tvoří křehké precipitáty. Je označena vzorcem A_7B_6 ($A = \text{Co, Fe, Ni}$; $B = \text{Mo, W, Cr}$)
- **Lavesovy fáze** se vytváří jako interkrystalické precipitáty s obecným vzorcem A_2B ($A = \text{Fe, Cr, Mn, Si}$; $B = \text{Mo, Ti, Nb, Ta}$), kde prvek A je o 20-30% větší atom než prvek B. Lavesovy fáze se zařazují mezi substituční sloučeniny, u kterého dominuje vliv velikostního faktoru nad vlivem elektronové koncentrace.

2.3.4 Intermediální fáze γ'

Fáze γ' se řadí mezi tzv. GCP fáze (geometricky těsně uspořádané). Je to nejstabilnější fáze, která u většiny superslitin předurčuje jejich zpevnění. Chemické složení, morfologie a rozložení precipitátu fáze γ' ve struktuře má klíčový vliv na žárovevnost.

Jedná se o intermetalickou sloučeninu $Ni_3(\text{Al, Ti})$, vysoce uspořádanou intermediální fázi, která je koherentní s maticí. Při určitém kvantitativním poměru složek a při poklesu

teploty přechází neuspořádané rozložení atomů v krystalografické mřížce na uspořádané. Vzniká tak vysoce uspořádaná krystalografická mřížka typu $L1_2$ (kubická plošně centrovaná), kde každý z atomů niklu, hliníku a titanu zaujímá své místo. Zatímco nikl obsazuje místa ve středu stěn FCC mřížky, hliník s titanem jsou umístěny v uzlových bodech v základní buňce, jak lze vidět na obrázku 2.4 [5].



Obr. 2.4 Uspořádání atomů v krystalografické mřížce $L1_2$ [6]

Existence intermetalické fáze v binárním rovnovážném diagramu Ni-Al je vymezena na relativně úzký interval složení, ale legující prvky (hlavně titan) můžou ve velkém rozsahu (až 60%) vystřídat hliník a pozměnit vlastnosti této intermetalické fáze. Tato fáze se vylučuje jako homogenní, koherentní precipitát v celém objemu matrice. Chemické složení slitiny a teplota má značný vliv na množství vyloučené intermetalické fáze γ' a také ovlivňuje její morfologii. Jestliže se během provozu mění teploty, může docházet k rozpuštění a zpětné precipitaci fáze γ' .

Základní složkou dlouhodobého, koherentního zpevnění je úroveň koherence intermetalické fáze γ' a tuhého roztoku γ . Velikost deformační energie se určuje podle mřížkové neshody, kterou vyjádříme pomocí vztahu [1]:

$$\delta = \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{\frac{a_{\gamma'} + a_{\gamma}}{2}} \cdot 100\% \quad (2)$$

kde $a_{\gamma'}$ je mřížkový parametr zpevňující fáze γ' [m]

a_{γ} je mřížkový parametr fáze γ [m]

Tento mřížkový nesoulad je podstatným parametrem, který určuje tvar precipitátů. Jestliže hodnota δ je v rozmezí 0 až $\pm 0,2\%$ má precipitát kulový tvar, pro δ v rozmezí hodnot $\pm 0,5$ až 1% nabývá precipitát krychlového tvaru a při hodnotách δ okolo $\pm 1,25\%$ vzniká tyčinkový tvar. Pokud na slitinu dlouhodobě působí vysoké teploty, dochází ve slitině ke hrubnutí a spojování jednotlivých částic fáze γ' . Tyto částice ztrácí svou koherenci s tuhým

roztokem γ a začíná vznikat raftová morfologie. Pod vlivem spolupůsobení vnějšího napětí může následně docházet až k jevu zvaný rafting. Tyto jevy přispívají k výrazné degradaci mechanických vlastností materiálu, protože vytváří souběžné kanály tuhého roztoku γ a precipitátu fáze γ' [1].

- **Raftová morfologie**

Vzniká vlivem vysokých teplot a vlivem elastické a povrchové energie rozhraní. Částice fáze γ' mají snahu se slučovat a vytvářet krátké bloky nebo řetízky. V průběhu procesu dochází k usměrněné koalescenci, což je způsobeno chemickou heterogenitou vyplývající se segregace v průběhu tuhnutí [6].

- **Rafting**

Tento jev nastává při spolupůsobení vysoké teploty a napětí na materiál. Při tomto procesu dochází k zaoblování a protahování částic fáze γ' . Ve struktuře materiálu se následně vyskytuje výrazná anizotropie vlastností, což ovlivňuje creepovou pevnost materiálu za vyšších teplot. Rafty se mohou formovat dvěma směry (kolmo nebo rovnoběžně s napětím). Výsledná orientace je závislá na mřížkové neshodě fází γ a γ' a směru působení vnějšího zatížení [6].

Stabilita intermediální fáze γ'

Stabilita zpevňující fáze γ' je velmi ovlivněna chemickým složením superslitiny. Faktor, který často ovlivňuje míru stability fáze γ' je hodnota poměru Ti/Al, přičemž se také zohledňuje obsah Nb, Ta a Hf. V nejpoužívanějších niklových superslitinách má poměr Ti/Al hodnotu 1/1, ale pokud je hodnota Ti/Al přesahuje 3/1 začíná se ve struktuře vytvářet stabilní fáze η (Ni_3Ti), která má hexagonální těsně uspořádanou mřížku a nevykazuje koherenci s maticí γ . Nevhodná morfologie v podobě dlouhých destiček uvnitř zrn tuhého roztoku γ a vysoká křehkost precipitátu fáze η způsobí snížení tvárnosti niklových super slitin [1].

V superslitinách, které obsahují výše 4 hm% Nb nebo 10 hm% Ta se může začít tvořit metastabilní fáze γ'' s tetragonální prostorově centrovanou mřížkou vykazující koherenci s tuhým roztokem γ . Nejčastější morfologii tvoří jemné destičkovité precipitáty a její působení je podobné k fázi γ' . Stabilnější variantou metastabilní fáze γ'' je fáze δ s ortorombickou mřížkou. Vzniká za určitých podmínek a nevykazuje koherenci s maticí γ . Vytváří morfologii velkých destičkovitých precipitátů a také ovlivňuje negativně vlastnosti superslitin [4].

Tabulka 2.2 Fáze v niklových superslitinách [3]

Fáze	Vzorec	Krystalická mřížka	Popis
γ		FCC - kubická plošně centrovaná	Primární fáze superslitiny. Substituční tuhý roztok.
γ'	Ni_3Al , $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$	FCC - kubická plošně centrovaná	Primární zpevňující fáze koherentní s γ . Tvar se mění od kulového ke kubickému.
γ''	Ni_3Nb	BCT - tetragonální prostorově centrovaná	Metastabilní zpevňující fáze. Vznikají jemné destičkovité precipitáty koherentní s maticí.
η	Ni_3Ti	HCP - hexagonální	Vyskytuje se v superslitinách s vysokým obsahem Ti a Al. Vytváří dlouhé desky uvnitř zrn.
δ	Ni_3Nb	ortorombická	Morfologie dlouhých destiček uvnitř zrn tuhého roztoku γ .
Karbidy			
MC	TiC , NbC , HfC	SCC - kubická prostá	Primární karbidy. Tvoří nepravidelné globule. Prvek M může být obsazen prvky Ti, Ta, Nb, Hf, Zr.
M_{23}C_6	Cr_{23}C_6 , (Fe, W, Mo) $_{23}\text{C}_6$	FCC - kubická plošně centrovaná	Sekundární karbidy. Objevují se na hranicích zrn ve tvaru globulí.
M_6C	$\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$, $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$,	FCC - kubická plošně centrovaná	Náhodně rozptýlené karbidy.
M_7C_3	Cr_7C_3	HCP - hexagonální	Nestabilní karbidy. Nevyskytují se ve vícesložkových superslitinách.
Boridy a nitridy			
M_3B_2	(Mo, Ti, Cr, Ni, Fe) $_3\text{B}_2$,	SCT - tetragonální prostá	Obsah boru musí být nad 0,03%. Podobné karbidům.
MN	TiN , NbN , ZrN	SCC - kubická prostá	Nitridy nelze rozpustit pod teplotou tavení. Vytváří se ve slitinách, které obsahují Ti, Nb nebo Zr.
TPC fáze (Topologicky těsně uspořádané)			
μ	Co_2W_6 , (Fe, Co) $_7(\text{Mo}, \text{W})_6$	romboedrická	Vytváří se ve slitinách s vysokým obsahem Mo a W. Za vysokých teplot tvoří Widmanstättenovu strukturu.
Lavesovy fáze	Fe_2Nb , Fe_2Ti , Fe_2Mo , Fe_2Ta ,	HCP - hexagonální	Nepravidelné protažené globule nebo destičky. Vytváří se při delším působení vysokých teplot.
σ	FeCr , FeCrMo , CrFeMoNi , CrCo , CrNiMo	BCT - tetragonální prostorově centrovaná	Nepravidelné protažené globule, jehlice nebo destičky. Vytváří se při delším působení mezi teplotami 540 – 980 °C.

3 Principy zpevnění niklových superslitin působením fáze γ'

Jak bylo uvedeno výše, nejdůležitější vlastnosti niklových superslitin je odolnost proti vysokoteplotnímu tečení, oxidaci, korozi, únavová životnost a fázová stabilita. Vysokoteplotní pevnost je u niklových superslitin způsobena zpevněním tuhého roztoku γ , precipitačním zpevněním vyloučenou fází γ' , dále také disperzním zpevněním karbidickými částicemi [7].

Působení intermediální fáze γ' na zpevnění superslitin je velice široké a dají se shrnout následovně [4]:

- Účinek antifázové hranice (APB)
- Modifikace vrstevné chyby
- Zpevnění vyvolané koherentní precipitací
- Rozdíly v modulech pružnosti fází γ a γ'
- Modifikace zpevnění v závislosti na objemovém obsahu a velikosti vyloučených částic fáze γ'

3.1 Zpevnění působením antifázové hranice (APB)

Podle teorie zpevnění účinkem APB ve fázi γ' , která má uspořádanou strukturu typu $L1_2$ lze očekávat, že dvě úplné dislokace o Burgersově vektoru $\vec{b} = \frac{a}{2}\langle 1\bar{1}0 \rangle$ se pohybují v párech precipitátem. V uspořádané struktuře slitiny první dislokace z páru musí vytvořit vrstvenou poruchu APB, která omezí její skluz. Druhá dislokace jí následuje a je schopna anihilovat APB. Aby se vrátilo původní uspořádání je nutná tzv. superdislokace s Burgersovým vektorem, který je 2x větší ($\vec{b} = a\langle 1\bar{1}0 \rangle$), než byl v tuhém roztoku. Tyto dislokace následně vytvoří dvojici dislokací, protože je jejich výsledná energie APB v precipitátu dost vysoká a hustota precipitátu velká, setrvá tato silně vázaná dvojice zablokována v precipitátu. Výsledkem těchto procesů je zpevnění tuhého roztoku, jenž závisí na obsahu fáze γ' , na velikosti jejich částic a na velikosti energie APB [7].

Přírůstek zpevnění účinkem APB jde vyjádřit následujícím vztahem:

$$\Delta\tau_{APB} = \frac{\gamma_{APB}}{2\vec{b}} \quad (3)$$

kde γ_{APB} je energie APB [$\text{J}\cdot\text{m}^{-2}$]

\vec{b} je Burgersův vektor

3.2 Efekt protnutí fáze γ' dislokacemi

Podstatný zpevňující příspěvek je efekt protnutí fáze γ' dislokacemi. Jestliže je ve fázi γ' omezen pohyb dislokací, dochází ke zvýšení napětí, které je potřebné ke zdolání překážky, kterou představuje precipitát γ' . Vlivem vysokých teplot je zvětšení meze kluzu velmi vysoké a může se zvětšit až sedminásobně [7].

Pokud mají vyloučené precipitáty větší rozměry, tak je proces protínání dislokacemi nahrazen procesem obcházení dislokacemi, který je následně spojen se vznikem dislokačních smyček nebo šplhem dislokací. Příslušný přírůstek meze kluzu ($\Delta\tau_L$) je vyjádřen podle rovnice [4]:

$$\Delta\tau_L = 0,2G \cdot \vec{b} \cdot \Phi \cdot \frac{2}{\lambda} \cdot \ln \frac{h}{2\vec{b}} \quad (4)$$

kde Φ je úhel mezi Burgersovým vektorem a tečnou k dislokační linii

λ je střední vzdálenost mezi precipitáty [m]

G je modul pružnosti ve smyku [GPa]

h je střední průměr precipitátu [m]

\vec{b} je Burgersův vektor

Vzrůstem objemových procent fáze γ' (klesající hodnota λ) nebo vzrůstem velikosti částic fáze γ' (parametr h) dochází ke vzrůstu zpevnění.

V případě difúzního tečení je rozhodujícím procesem zpevnění superslitin (fázi γ') snížením pohyblivosti šplhajících dislokací, protože hlavním procesem tečení je šplh dislokací okolo částic. Jestliže je působící napětí vyšší než ($G\vec{b} / \lambda$), budou se dislokace pohybovat okolo precipitátů za vzniku dislokačních smyček. Smyčky budou vyvolávat zpětná napětí a tím mohou zabránit tvorbě dalších smyček, aniž by proběhl zotavovací proces, který se může uskutečnit šplhem dislokačních smyček umístěných v blízkosti částic fáze γ' . Kinetika reakce jde vyjádřit rovnicí [4]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{2 \cdot \pi \cdot \lambda \cdot D}{h \cdot G^3 \cdot k \cdot T} \quad (5)$$

kde $\dot{\epsilon}$ je rychlost tečení [s^{-1}]

D je koeficient autodifúze [$m^2 \cdot s^{-1}$]

T je termodynamická teplota [K]

k je Boltzmanova konstanta [$J \cdot K^{-1}$]

Zpomalení procesu tečení lze dosáhnout snížením vzdálenosti λ (zvýšení objemových procent fáze γ'), dále snížením hodnoty D patřičnými legujícími přísadami v matici γ a nebo zvýšením velikosti částic h příslušným tepelným zpracováním [4].

3.3 Zpevnění vyvolané koherentní precipitací (deformací)

Mechanika koherentní precipitace působí zpevňujícím účinkem jak v podmínkách protínání, tak i při obcházení precipitátů dislokacemi. Úroveň koherentní precipitace je závislá na velikosti rozdílu krystalografických mřížek matrice a fáze γ' . Vzrůst meze kluzu koherentní deformace ($\Delta\tau_{kd}$) jde vyjádřit pomocí rovnice [4]:

$$\Delta\tau_{kd} = 3G \cdot \varepsilon^{\frac{3}{2}} \left(\frac{h \cdot f}{2b} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (6)$$

kde G je modul pružnosti ve smyku [GPa]

ε je velikost koherentní deformace

h je střední průměr precipitátu [m]

f je objemový podíl fáze γ'

Koherentní precipitaci lze ovlivnit přidáním jednotlivých legujících prvků. Titan a niob dokáží zvýšit úroveň koherentní deformace svým působením ve fázi γ' tím, že zvětšují parametr mřížky této fáze. Chrom, molybden a železo mohou snížit zpevnění při koherentní precipitaci svým působením v matici tím, že zvýší mřížkový parametr matrice. Nikl, který dokáže nahradit chrom a železo v matici zvětšuje deformaci při koherentní precipitaci, neboť snižuje parametr mřížky matrice [7]:

3.4 Ostwaldova teorie hrubnutí

Při teplotě vyšší než $0,6 T_M$ začíná docela rychle proces hrubnutí fáze γ' , který je doprovázen poklesem hodnoty $\frac{2}{\lambda} \cdot \ln \frac{h}{2b}$ (viz rovnice 4). Výsledkem je následné usnadnění procesu obcházení precipitátů dislokacemi a snížení úrovně creepové životnosti. Pro dosažení maximální odolnosti proti dlouhodobému tečení je důležité zvolit určitá opatření, která budou podstatným způsobem redukovat proces hrubnutí fáze γ' [7].

Z teorie Ostwaldova hrubnutí plyne, že střední rozměr precipitátů h můžeme vyjádřit v závislosti na době expozice t , pomocí této rovnice [4]:

$$h^3 = \frac{64 \cdot \gamma_c \cdot D \cdot C_0 \cdot V_m}{9 \cdot R \cdot T} \quad (7)$$

kde γ_c je energie fázového rozhraní γ/γ'

D je difúzní koeficient prvků v γ fázi [$\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$]

C_0 je rovnovážná molární koncentrace prvků [$\text{mol} \cdot \text{m}^{-3}$]

V_m je molární objem fáze γ' [$\text{m}^3 \cdot \text{mol}^{-1}$]

Pokud je obsah fáze γ' do 30 obj.% nemá creepová deformace velký vliv na vývoj procesu hrubnutí. V těchto případech se interakce dislokace s precipitátem popisuje procesem obcházení. Jestliže je obsah fáze γ' vyšší (50 obj.% a víc) je účinek creepové deformace na proces hrubnutí této fáze značný. Zde už dochází k protínání precipitátu dislokacemi. Z výše uvedených poznatků vyplývá, že obsah fáze γ' přímo ovlivňuje ztrátu creepové odolnosti při hrubnutí fáze γ' . Konkrétně u niklových superslitin s nižším obsahem γ' byl během jejího hrubnutí pozorován výraznější pokles creepové odolnosti. Procesu hrubnutí fáze γ' lze částečně zamezit pomocí následujících opatření [4]:

- Zvýšením objemového podílu γ'
- Přidáním prvků, které se přednostně rozpouštějí ve fázi γ' a s nízkým koeficientem D v matici γ (např. Nb a Ta)

Překážka následně nastává při vyšším obsahu těchto prvků, protože matrice začíná ztrácet svou stabilitu a může dojít k precipitaci fáze η [7].

EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

V experimentální části bakalářské práce byl posouzen vliv vysokoteplotního žíhání na teplotě 850°C na změnu mikrostruktury lité niklové superslitiny IN 738LC. Zvýšená pozornost byla věnována změnám mikrotvrdosti slitiny a také obrazové analýze, kde byl hodnocen podíl jednotlivých fází ve slitině.

4 Experimentální materiál

4.1 Charakteristika slitiny IN 738LC

Pro experimentální část práce byl vybrán materiál, který se značí jako IN 738LC. Jedná se o polykrystalickou litou slitinu na bázi niklu řízenou metodou PHACOMP s nízkým obsahem uhlíku (LC – Low Carbon). Nominální složení niklové superslitiny IN 738LC je uvedeno v tabulce 5.1.

Tabulka 5.1 Nominální složení niklové superslitiny IN 738LC [8]

<i>Prvek</i>	<i>Obsah (hm%)</i>	<i>Prvek</i>	<i>Obsah (hm%)</i>
Ni	zbytek	C	0,09 - 0,13
Cr	15,7 - 16,3	Zr	0,03 - 0,08
Co	8,2 - 9,0	B	0,007 - 0,012
Al	3,2 - 3,7	Fe	< 0,35
Ti	3,2 - 3,7	Si	< 0,30
W	2,4 - 2,8	Mn	< 0,20
Mo	1,5 - 2,0	Cu	< 0,10
Ta	1,5 - 2,0	P	< 0,015
Nb	0,6 - 1,1	S	< 0,015

Číslo PHACOMP, N_v3d, vypočítané podle procesu PSE 5GAB3P je 2,36 max.

Slitina IN 738LC vykazuje odolnost proti vysokoteplotní korozi a díky této vlastnosti se používá pro výrobu žárových částí leteckých a stacionárních leteckých turbín (rotorové a statorové lopatky). Z důvodu nesnadné obrobitelnosti odlitků ze slitiny IN 738LC se výrobky odlévají metodou přesného lití na vytavitelný model. Při tavení a odlévání slitiny je vzhledem k vysokému obsahu reaktivních prvků nutné použití vakuové technologie [8].

U tohoto typu slitiny je důležitý nízký obsah uhlíku proto, aby teplota likvidu a solidu byla co nejvyšší a také proto, aby se zabránilo vzniku karbidů. V omezené míře jsou karbidy,

vyložené na hranici zrn, schopny působit pozitivně proti tečení. Morfologie a typ karbidů se však mění působením vysokých teplot. Místo malého počtu karbidů typu MC (vysoký obsah uhlíku) se tvoří množství nízkouhlíkových karbidů typu $M_{23}C_6$. Tyto karbidy mohou vytvářet na hranicích zrn spojitý film a tím dochází ke značné degradaci creepových vlastností. Vysoký obsah uhlíku u tohoto typu slitiny je nežádoucí a pro zlepšení vlastností hranic zrn se využívá bór. Ke zpevnění celé slitiny se využívá mechanismus zpevnění koherentní vytvrzující intermediální fází γ' [1].

Ke zlepšení žárovevnosti materiálu a ke zvýšení podílu koherentních částic intermediální fáze γ' je důležité odlitky tepelně zpracovávat. Způsob tepelného zpracování odlitku určuje objemový podíl vyloučených částic fáze γ' , který je udáván v rozmezí 45- 50%. V práci [9] se uvádí, že objemový podíl precipitátů fáze γ' za pokojové teploty se může měnit v poměrně širokém rozsahu – zhruba 10%. Dodatečná precipitace je závislá na teplotě, ze které byla slitina ochlazována a zároveň také na rychlosti ochlazování, vzhledem k pomalé kinetice vzniku a růstu nových precipitátů. Pomalé ochlazování slitiny z teploty 900°C v tantalové peci umožňuje vznik dalších až 3% středně velkých precipitátů (25 – 100 nm) a až 7% malých precipitátů (\leq 25 nm). Precipitace začíná nad teplotou 800°C (rychlejší difúze), vznik a růst precipitátů pod teplotou 800°C je podmíněn velmi pomalým ochlazováním. Naopak při zahřátí slitiny nad teplotu 820°C již dochází k rozpouštění malých precipitátů [1].

4.2 Tepelné zpracování vzorků

Žáropevné niklové superslitiny se řadí mezi moderní materiály, které jsou určeny pro výrobu vysoce namáhaných součástí v rozsahu teplot 600 – 1100 °C. Jako perspektivní technologie tepelného zpracování těchto slitin se ukázala výroba odlitků metodou přesného lití na vytavitelný model [10].

Slitina IN 738LC patří do skupiny vysoce legovaných slitin a je zpevněna převážně intermetalickou fází γ' . Mikrostruktura ve výchozím stavu po odlití je tvořena tuhým roztokem niklu s primárně vyloučenými karbidy a fází γ' na hranicích licích buněk. V tuhém roztoku jsou následně vyloučené jemné částice γ' (ve tvaru krychle nebo hranolu).

Jelikož je slitina IN 738LC vysoce legovaná, je fáze γ' stabilní až do teplot okolo 1100°C. V průběhu ohřívání na tuto teplotu se částečně rozpouští fáze γ' a díky tomu má tepelné zpracování jen částečný vliv na konečné vlastnosti slitiny. Důležitou částí tepelného zpracování je homogenizace slitiny, musí tedy dojít k vyrovnání a odmíšení přísad, které vznikly během

tuhnutí po odlití. Následné vytvrzovací žíhání pak optimalizuje disperzitu dodatečně vyloučených částic fáze γ' . Výsledkem je dvojí morfologie částic fáze γ' [10]:

- hrubé částice kubické morfologie, které jsou vyloučeny v průběhu tuhnutí odlitku
- jemné globulární částice, které se vyloučí při vytvrzování mezi již existujícími částicemi fáze γ'

Studovaná slitina byla po odlití ve vakuu podrobena následujícímu dvoustupňovému tepelnému zpracování [8]:

- ***Homogenizační žíhání v ochranné atmosféře (Ar)***
Zahřátí na teplotu $1120 \pm 5^\circ\text{C}$, kterou udržujeme 2 hodiny, následuje ochlazení proudem vzduchu rychlostí min. $25^\circ\text{C}/\text{min}$. na pokojovou teplotu.
- ***Vytvrzovací žíhání v ochranné atmosféře (Ar)***
Opětovné zahřátí na teplotu $843 \pm 5^\circ\text{C}$, na této teplotě výdrž 24 hodin, poté ochlazení proudem vzduchu rychlostí min. $25^\circ\text{C}/\text{min}$.

Jeden vzorek byl ponechán v tomto výchozím stavu (dále označován „VZ“) a druhý vzorek byl žíhán při teplotě 850°C po dobu 100 hodin (dále označován „TZ“).

5 Experimentální metody

5.1 Příprava metalografických vzorků

V průběhu přípravy vzorků je nutné dodržovat určité pravidla a postupy, aby nebyla ovlivněna struktura slitiny experimentálních vzorků. Oba vzorky byly podrobeny stejné přípravě, jejíž postup byl následující:

- ***Preparace vzorku***

Pro lepší manipulaci při dalším zkoumání bylo nutné vzorky zalisovat. Protože u použitých vzorků nehrozí ovlivnění struktury působením vysokého tlaku a teploty, byly vzorky zalisovány pod tlakem 20kN a teplotou 180°C do vodivé metalografické pryskyřice. Tento proces probíhal na přístroji Struers Labopress.

- ***Broušení***

Výsledkem broušení by měl být co nejdokonalejší vzorek s minimálními povrchovými nerovnostmi. Toho se dosáhne použitím brusných papírů s odlišnou zrnitostí od nejdrsnějšího po nejjemnější. K broušení vzorků byly použity brusné papíry se zrnitostí 400, 600, 800, 1000 a 2000. Vzorky byly při ručním broušení na dvoukotočových bruskách chlazeny vodou, aby nedocházelo k výrazné změně struktury.

- ***Leštění***

Leštění lze označit jako konečnou operaci přípravy vzorků, při kterém už se neodebírá materiál, ale dochází pouze k zarovnání povrchu vzorku a k získání dokonale rovného zrcadlového povrchu. Leštící kotouče jsou potaženy plátýnkem, na které jsou postupně přidávány diamantové pasty s různou zrnitostí. Leštění vzorků proběhlo na metalografické leštičce s přídavkem emulze se zrnitostí 3μm po dobu 5 minut a následné doleštění s emulzí o zrnitosti 1μm.

- ***Leptání***

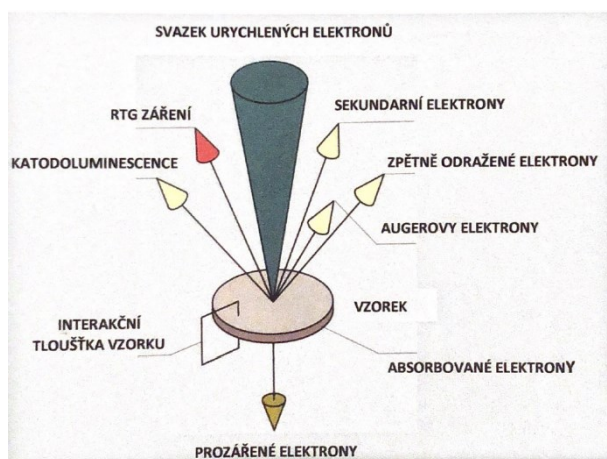
Leptání lze popsat jako vyvolání struktury materiálu. Povrchový reliéf vzorku vzniká působením rozpouštěcích schopností jednotlivých strukturních částí. V závislosti na typu materiálu se volí leptací technika a vhodné leptadlo. Struktura vzorku byla vyvolána elektrolytickým leptáním. Pro naleptání vzorků bylo použito leptadlo o složení 12 ml H₃PO₄ + 40 ml HNO₃ + 48 ml H₂SO₄ za současného působení elektrického napětí 6V po dobu 5s. Vzorek je zapojen jako anoda.

5.2 Metody studia struktury

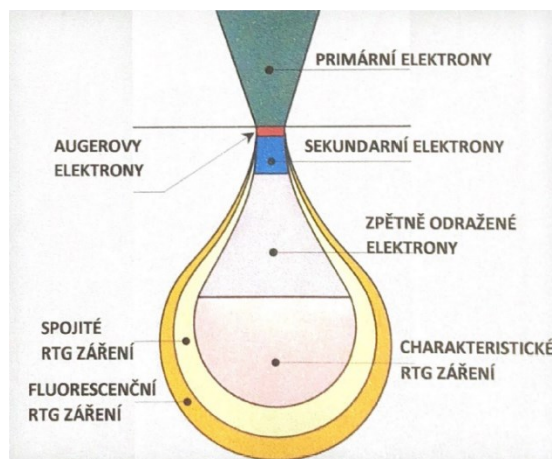
Vzorky byly podrobeny studiu na řádkovacím elektronovém mikroskopu (REM) JEOL JSM-6490LV vybaveném energiově disperzním spektrálním analyzátozem (EDS) Oxford INCA x-act. Jednotlivé fáze struktury byly určeny pomocí kvalitativní rtg. mikroanalýzy. Semikvantitativní rtg. mikroanalýza byla uskutečněna jen u částic, které byly větší než 1 μm , aby nedocházelo ke zkreslení výsledků rtg. signálem z okolní matrice. Do výsledků měření nebyl zahrnutý uhlík.

Při vzájemném působení elektronů s kovovým vzorkem vzniká série dějů, které jsou výsledkem srážek urychlených primárních elektronů s materiálem vzorku (obr. 5.1). Tyto procesy se realizují jen v určitém objemu zkoumaného materiálu (obr. 5.2), jehož výsledná velikost je závislá na energii primárních elektronů a chemickém složení vzorku. Pro studium zkušebních vzorků bylo využito [1]:

- zpětně odražených elektronů (BEI), jejichž emise je závislá na atomovém čísle materiálu a díky tomu poskytuje materiálový kontrast
- sekundárních elektronů (SEI), jejichž emise je přímo úměrná úhlu dopadu primárních elektronů na povrch vzorku. Na atomovém čísle vzorku závisí jen málo.
- charakteristického rentgenového záření, jehož vyzářená energie závisí na energetickém stavu atomu, a proto může být využita k jeho identifikaci.



Obr. 5.1 Jevy vznikající při interakci urychlených elektronů s hmotou vzorku [4]



Obr. 5.2 Schématické znázornění oblastí generace signálů [4]

Obrazová analýza

Obrazová analýza slouží k orientačnímu stanovení poměru jednotlivých fází (poměr fáze γ a γ'). Poměr těchto fází byl stanoven z několika různých snímků a pak byl vypočítán aritmetický průměr tohoto poměru. Obrazová analýza byla provedena pro každý vzorek zvlášť. Vzorky byly hodnoceny pomocí softwaru pro obrazovou analýzu Image Pro Plus.

5.3 Měření mikrotvrdosti

Tvrdost materiálu byla hodnocena na mikrotvrdoměru LECO. Statická zkouška tvrdosti byla provedena metodou podle Vickerse při zatížení 100g.

Princip zkoušky podle Vickerse

Podstatou zkoušky tvrdosti je vtlačování diamantového vnikacího tělesa ve tvaru pravidelného čtyřbokého jehlanu se čtvercovou základnou a s daným vrcholovým úhlem ($\alpha = 136^\circ$) mezi protilehlými stěnami do povrchu tělesa. Zkušební těleso se vtlačuje do materiálu rovnoměrnou silou v rozmezí 10 – 1000 N. Velikost zatížení se odvíjí od velikosti zkušebního vzorku. Průměrná doba zatížení je 10 – 15 sekund. Následně jsou změřeny úhlopříčky vtisku, které zůstanou ve zkušebním vzorku po odlehčení. Tvrdost podle Vickerse je vyjádřena vztahem [11]:

$$HV = 0,102 \cdot \frac{2F \sin \frac{136^\circ}{2}}{d_{1,2}^2} = 0,1891 \frac{F}{d_{1,2}^2} \quad (8)$$

kde F je zkušební zatížení [N]

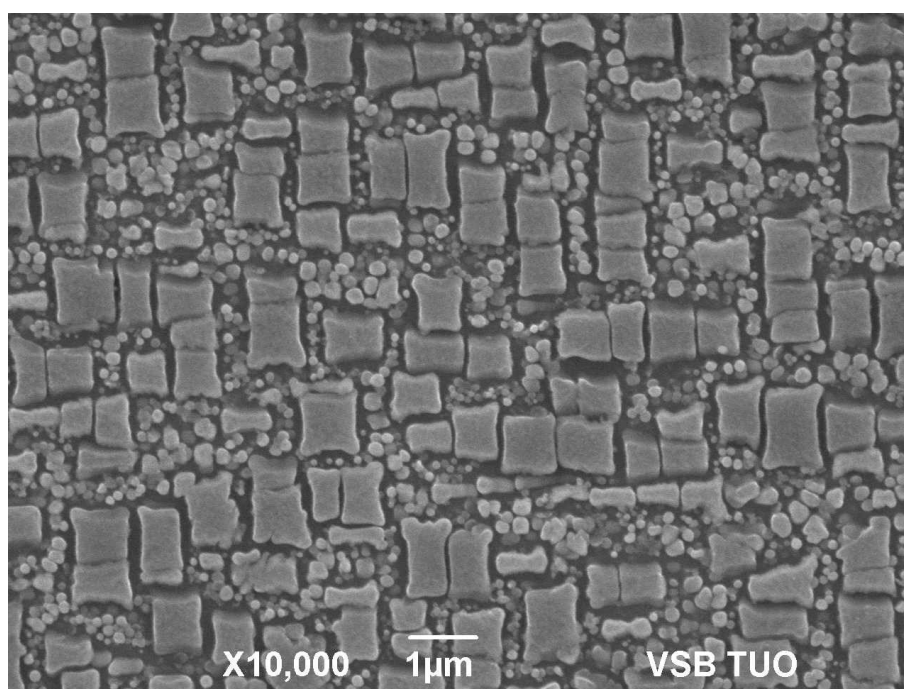
$d_{1,2}$ aritmetický průměr dvou délek úhlopříček [m]

6 Výsledky experimentů

6.1 Mikrostrukturní rozbor

Mikrostruktura vzorku ve výchozím stavu

Hlavní mikrostruktura vzorku „VZ“ je tvořena matricí γ , ve které jsou vyloučeny částice zpevňující fáze γ' . Vzorek ve výchozím stavu vykazoval výraznou dendritickou lici strukturu, ale nebyly zpozorovány výraznější rozdíly ve velikosti, nebo distribuci zpevňující fáze γ' . Po dvoustupňovém tepelném zpracování vznikla ve struktuře bimodální distribuce této zpevňující fáze (viz obr. 6.1).

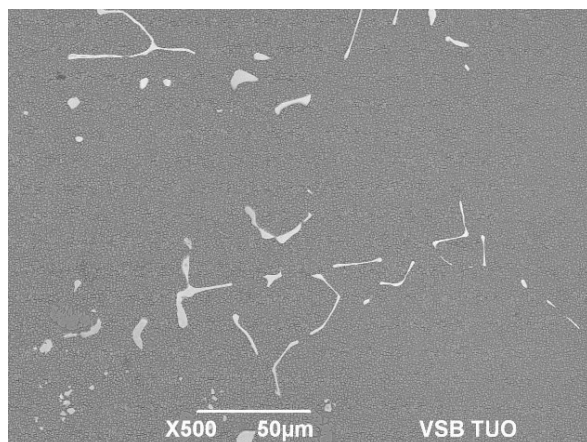


Obr. 6.1 Bimodální distribuce fáze γ' v matrici vzorku „VZ“ (SEI)

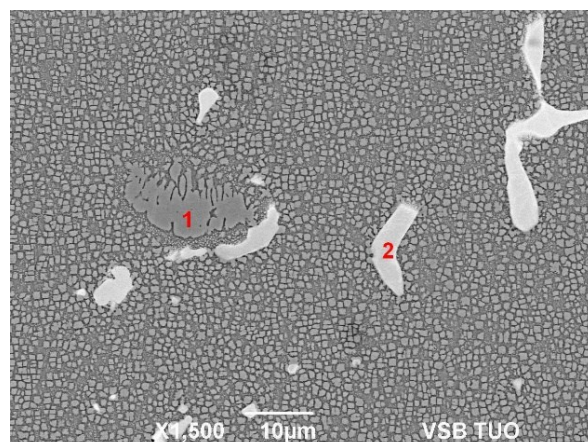
Procesy odmišení během solidifikace vedly ke tvorbě zřetelných chemických heterogenit v mikrostruktuře vzorku. V mezidendritických prostorách se formovaly útvary eutektika $\gamma + \gamma'$. V oblastech eutektika, které tuhly jako poslední, vznikly hrubé, nekoherentní částice fáze γ' . V kovové matrici byly také nehomogenně vyloučeny primární karbidy typu MC s proměnlivým obsahem karbidotvorných prvků (Ta, Nb, Ti). Z velké části se tyto částice koncentrovaly v mezidendritických prostorách a mnohdy dekorovaly hranice zrn.

Příklad mikrostruktury je uveden na obrázku 6.2. Detailnější mikrostruktura mezidendritických oblastí je zobrazena na obrázku 6.3, kde při zobrazení ve zpětně odražených elektronech (BEI) bílý kontrast odpovídá primárním karbidům typu MC, světle šedý odstín

odpovídá větším částicím zpevňující fáze γ' a tmavě šedý kontrast je matrice γ . Označené fáze byly identifikovány pomocí EDS mikroanalýzy a jejich průměrné chemické složení je uvedeno v tabulce 6.1 v hmotnostních i atomárních procentech.



Obr. 6.2 Příklad mikrostruktury vzorku „VZ“ (BEI)



Obr. 6.3 Rozložení fází ve vzorku „VZ“

Tabulka 6.1 Výsledky EDS analýzy pro „VZ“

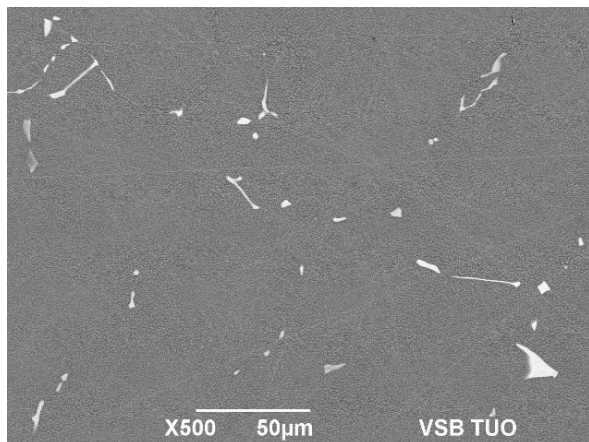
Hmotnostní %									
Prvek	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W
1 Fáze γ' - Eutektikum	6,06	8,29	4,01	5,14	72,24	0,98		3,27	
2 MC karbidy		25,03	1,01		3,00	28,11	4,09	32,95	5,76
Atomární %									
Prvek	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W
1 Fáze γ' - Eutektikum	12,33	9,5	4,2	4,79	67,57	0,58		0,99	
2 MC karbidy		45,36	1,76		4,43	26,24	3,69	15,81	2,72

Pozn: Do EDS analýzy nebyl zahrnutý uhlík

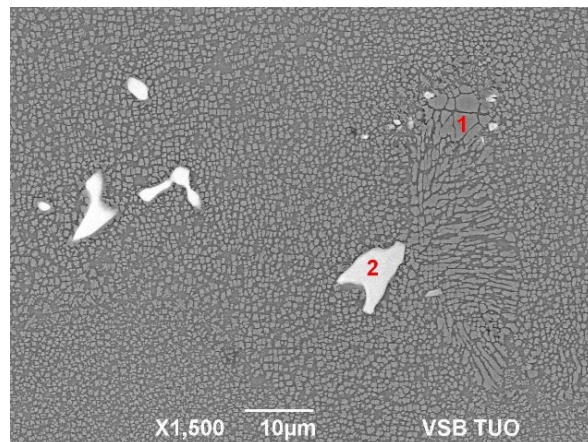
Mikrostruktura vzorku po dlouhodobém žíhání

Mikrostruktura vzorku po dlouhodobém žíhání měla opět výraznou dendritickou strukturu a byly zde pozorovány určité rozdíly ve velikosti částic fáze γ' v mezidendritických prostorech a ramenech dendritů. Na obrázku 6.4 je možné pozorovat mikrostrukturu vzorku „TZ“ při zobrazení ve zpětně odražených elektronech (BEI). Kolem hranic zrn jsou koncentrovány karbidy typu MC. Je známo, že primární karbidy typu MC jsou v superslitinách na bázi niklu nestabilní a při vysokých teplotách u nich dochází k pozvolnému rozpadu. Rozpad

MC karbidů zde však nebyl patrný a vyloučení karbidů typu $M_{23}C_6$ na hranicích zrn nebylo možno potvrdit, neboť elektrolytickým leptáním se tyto karbidy odleptávají.



Obr. 6.4 Příklad mikrostruktury vzorku „TZ“ (BEI)



Obr. 6.5 Rozložení fází ve vzorku „TZ“ (BEI)

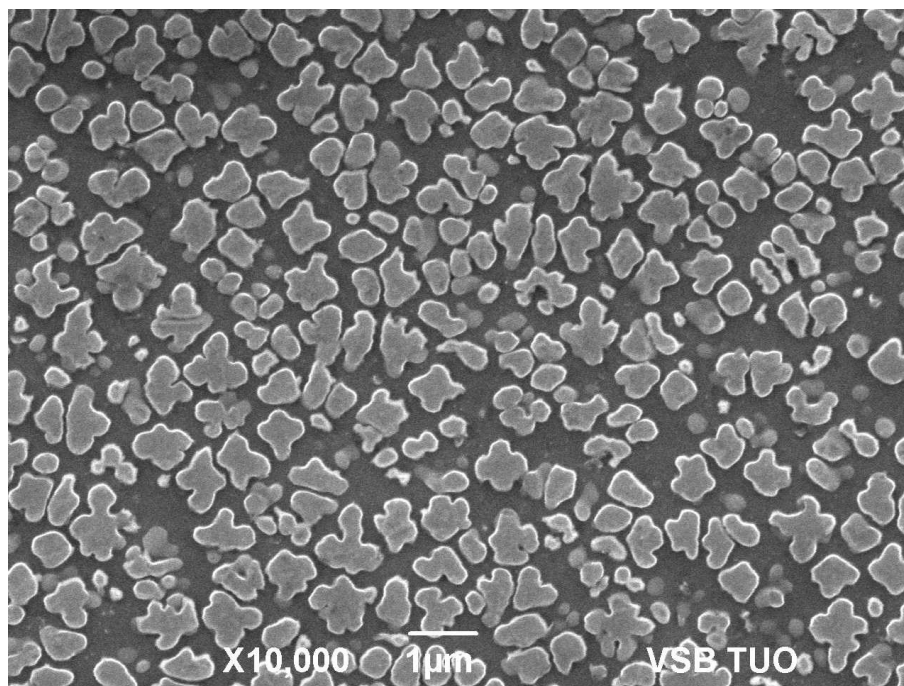
Na detailnějším snímku mezidendritických oblastí v BEI (viz obr 6.5) odpovídá tmavě šedý kontrast matici γ , světle šedý kontrast jsou částice zpevňující fáze γ' a MC karbidy mají bílý odstín. Označené fáze byly identifikovány pomocí EDS mikroanalýzy a průměrné chemické složení jednotlivých fází je uvedeno v tabulce 6.2 v hmotnostních i atomárních procentech. Ani u tohoto vzorku nebyl zpozorován výskyt TCP fází. To potvrzuje předpoklad daný koncentrací vakancí N_{v3d} , která je v této slitině 2,36 max. Tato hodnota představuje nízkou pravděpodobnost precipitace TPC fází.

Tabulka 6.2 Výsledky EDS analýzy pro „TZ“

Hmotnostní %									
Prvek	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W
1 Fáze γ' - Eutektikum	5,85	8,22	4,49	4,98	73,21	0,47		2,75	
2 MC karbidy		25,95	1,18		2,65	22,92	5,81	34,62	6,85
Atomární %									
Prvek	Al	Ti	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W
1 Fáze γ' - Eutektikum	11,87	9,39	4,73	4,62	68,25	0,28		0,83	
2 MC karbidy		47,28	1,99		3,94	21,47	5,28	16,75	3,26

Pozn: Do EDS analýzy nebyl zahrnutý uhlík

Na obrázku 6.6 je zobrazena zpevňující fáze γ' v oblasti ramen dendritů. V důsledku dlouhodobého žíhání docházelo ke ztrátě bimodálního rozdělení fáze γ' , drobné kulovité částice se rozpustily a původní pravidelné kubické precipitáty změnily svůj tvar na výrazně zubatější.



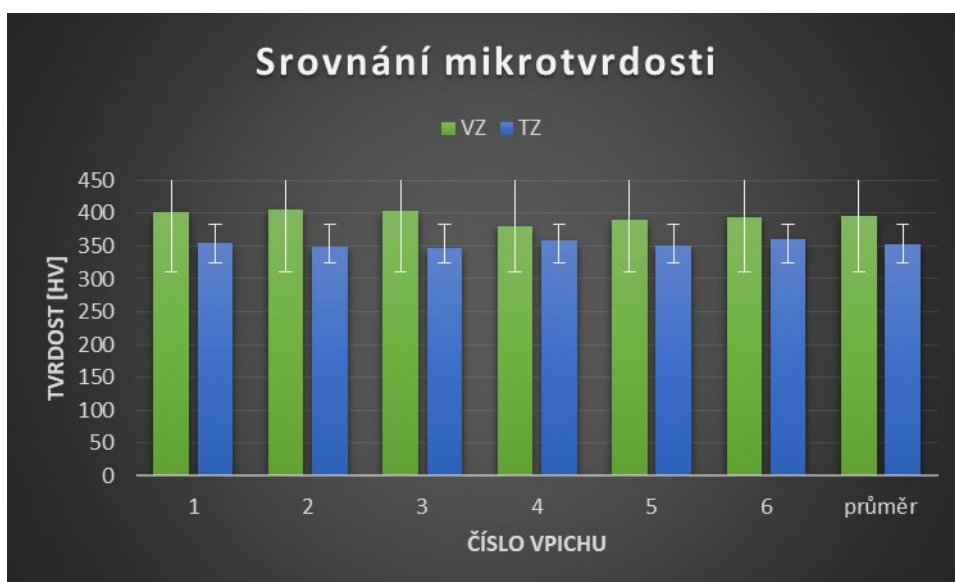
Obr. 6.6 Detailní snímek mikrostruktury „TZ“ (SEI)

6.2 Výsledky měření mikrotvrdosti

Zkoumané vzorky byly vystaveny zatížení o 100 g po dobu 13 sekund. Oba zkušební vzorky ve vyleštěném stavu byly podrobeny 6 vpichům, které byly vedeny do matrice zpevněné fází γ' mimo karbidické částice, tedy do oblasti ramen dendritů. Výsledky měření lze porovnat v tabulce 6.3 a také v grafu na obrázku 6.7. Slitina IN 738LC, která byla vystavena dlouhodobému žíhání při teplotě 850°C (TZ), vykazuje průměrnou hodnotu tvrdosti 353,3 HV, což je o 10,7 % méně než tvrdost výchozího vzorku (VZ). Z toho lze jednoznačně odvodit negativní vliv vysokých teplot na tvrdost materiálu.

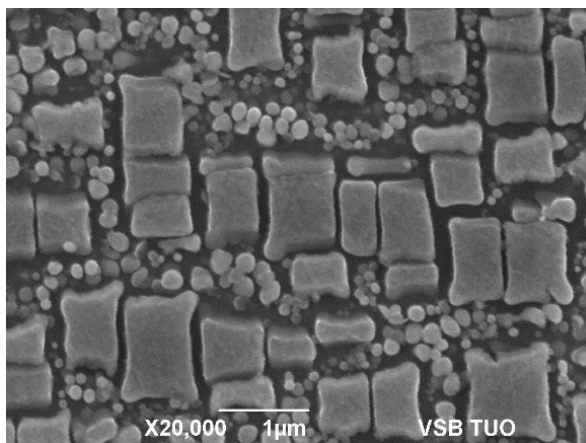
Tabulka 6.3 Výsledná tvrdost matrice zpevněné fáze γ'

Číslo vpichu	Tvrdost	
	VZ	TZ
1.	401 HV	355 HV
2.	405 HV	349 HV
3.	404 HV	346 HV
4.	380 HV	358 HV
5.	390 HV	351 HV
6.	394 HV	361 HV
průměr	395,7 HV	353,3 HV
směr. odch.	9,6	5,7

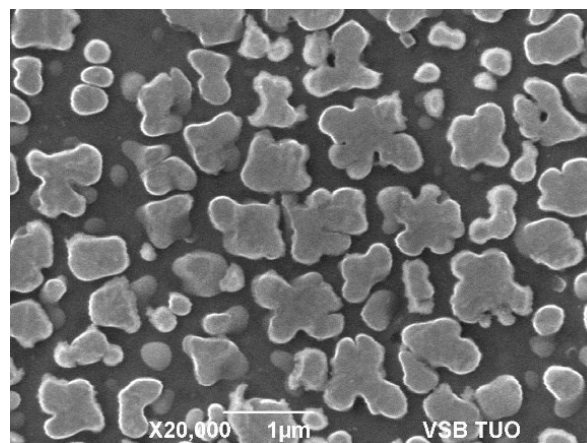


Obr. 6.7 Srovnání mikrotvrdosti

Snížení hodnoty tvrdosti souvisí se strukturními změnami v důsledku dlouhodobého žíhání. Na obrázcích 6.8 a 6.9 jsou patrné velké rozdíly v distribuci a morfologii částic zpevňující fáze γ' ve struktuře vzorku ve výchozím stavu a po dlouhodobém žíhání. Vzorek „VZ“ na obrázku 6.8 je charakterizován primárními precipitáty, které mají kvádrovitý tvar a také sekundární precipitací, kdy vznikají malé kulovité částice fáze γ' (bimodální rozdělení fáze γ'). Tato morfologie je vysoce uspořádaná a koherentní s matricí γ . Vlivem dlouhodobého žíhání došlo k rozpuštění malých precipitátů a velké částice ztratily svůj pravidelný kubický tvar. Změny objemového podílu fáze γ' byly následně hodnoceny pomocí obrazové analýzy.



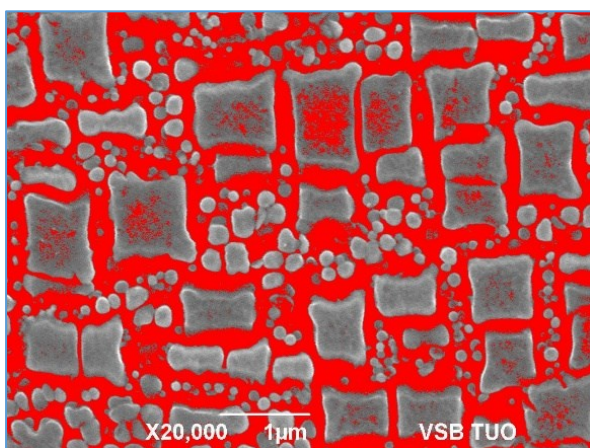
Obr. 6.8 Částice fáze γ' „VZ“ (SEI)



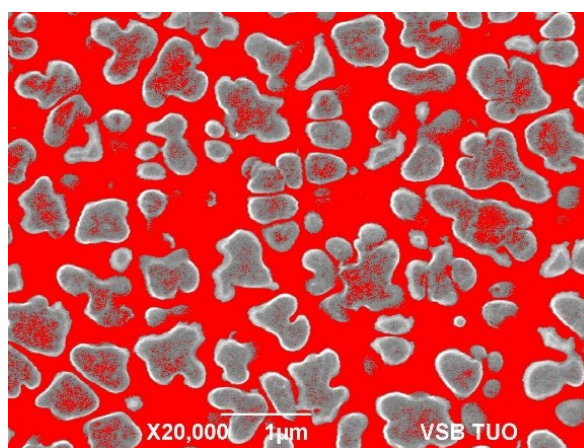
Obr. 6.9 Částice fáze γ' „TZ“ (SEI)

6.3 Obrazová analýza

Studium objemového podílu fáze γ' v matrici (v oblastech ramen dendritů) pomocí obrazové analýzy bylo provedeno v programu Image Pro Plus. V tomto programu byl z pěti připravených fotografií vypočten podíl zpevňující fáze γ' k primární fázi γ . Bylo provedeno postupně 5 měření, z různých náhodně vybraných míst daného vzorku. Z těchto hodnot byl následně vypočítán aritmetický průměr. Pro vzorek „VZ“ vyšla průměrná hodnota obsahu zpevňující fáze γ' 57,2%. U vzorku „TZ“ byl průměrný podíl fáze γ' o 10% nižší (47,2%), protože v důsledku tepelného zpracování dochází k postupnému rozpouštění zpevňujících precipitátů fáze γ' . Příklady hodnocení obrazové analýzy jsou znázorněny na obrázcích 6.10 a 6.11 (červeně je zbarvená matrice). Z uvedených obrázků je patrné, že výsledky měření nejsou zcela přesné, protože zvolené spektrum barev není jednoznačně dané jen pro jednu fázi. Nicméně pro účely srovnání lze tento způsob měření považovat za dostačující.



Obr. 6.10 Výsledek obrazové analýzy pro vzorek „VZ“



Obr. 6.11 Výsledek obrazové analýzy pro vzorek „TZ“

7 Závěr

V bakalářské práci byla sepsaná rešerše zaměřená na problematiku mechanismu zpevnění žáropevných slitin na bázi niklu. V teoretické části práce bylo popsáno chemické složení a vliv legujících prvků na strukturu a vlastnosti slitiny. Dále byly popsány a vysvětleny jednotlivé fáze vyskytující se v niklových superslitinách a také bylo rozvedeno téma mechanismu zpevnění.

Superslitiny na bázi niklu se využívají pro svou vysokoteplotní odolnost, přesto se působení takového prostředí ve struktuře projeví. Cílem této bakalářské práce bylo posoudit vliv dlouhodobého žíhání po dobu 100 hodin na teplotě 850°C na změnu mikrostruktury niklové superslitiny IN 738LC. Na základě provedených experimentů lze vyhodnotit následující závěry:

- Po dlouhodobém žíhání nedocházelo ke vzniku nových minoritních fází ani k výrazným změnám v chemickém složení fází přítomných ve slitině ve výchozím stavu. Postupně však probíhala změna morfologie a distribuce částic zpevňující fáze γ' . Drobné kulovité částice byly rozpuštěny a větší částice ztratily svůj pravidelný kubický tvar.
- Pomocí obrazové analýzy byl vyhodnocen objemový podíl zpevňující fáze γ' v matrici. Z výsledků bylo patrné, že v důsledku dlouhodobé vysokoteplotní exploatace se snížil podíl fáze γ' v matrici zhruba o 10%.
- Tento fakt podporují i výsledky měření mikrotvrdosti metodou podle Vickerse. Slitina po dlouhodobém žíhání vykazovala snížení mikrotvrdosti matrice precipitačně zpevněné fází γ' o cca 11%.

Závěrem lze konstatovat, že po 100 hodinách žíhání na teplotě 850°C nevykazovala slitina IN 738LC významné negativní změny ve struktuře. Docházelo pouze ke změnám v morfologii a distribuci zpevňující fáze γ' , její objemový podíl byl nižší, nicméně stále dostatečně vysoký (cca 47%). Velmi důležité je zjištění, že nedocházelo k precipitaci nežádoucích fází, které mohou způsobovat degradaci mechanických vlastností slitiny.

8 Literatura

- [1] KONEČNÁ, Kateřina. *Vliv vodíku na fyzikálně metalurgické a mechanické vlastnosti superslitin niklu*. Ostrava, 2017. Disertační práce. VŠB - Technická universita Ostrava.
- [2] GEDDES, Blaine, Hugo LEON a Xiao HUANG. *Superalloys: Alloying and Performance*. USA Ohio: Materials Park: ASM International, 2010. ISBN 978-1-61503-040-8.
- [3] DONACHIE, Matthew J. a Stephen J. DONACHIE. *Superalloys: A Technical Guide, 2nd Edition*. USA: Materials Park: ASM International, 2002. ISBN 0-87170-749-7.
- [4] KONEČNÁ, Kateřina. *Strukturně fázová analýza superslitin typu INCONEL*. Ostrava, 2009. Diplomová práce. VŠB - Technická univerzita Ostrava.
- [5] HERNAS, Adam, Zdeněk JONŠTA, Miroslav TVRDÝ, Lubomír ČÍŽEK a Jaroslav PURMENSÝ. *Žárupevné oceli a slitiny*. Ostrava: VŠB - Technická univerzita Ostrava, 2009. ISBN 978-80-248-2187-0.
- [6] SMÉKALOVÁ, Jana. *Vztah mezi strukturou a vlastnostmi litých niklových slitin*. 2008. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně.
- [7] LOSERTOVOÁ, Monika. *Progresivní materiály*. Ostrava: VŠB- Technická univerzita Ostrava, 2012. ISBN 978-80-248-2575-5.
- [8] HRBÁČEK, Karel. *Výzkum a vývoj technologie přesného lití lopatek stacionárních plynových turbín, umožňující náhradu kovaných lopatek za lopatky lité*. Velká Bíteš, 2005.
- [9] STRUNZ, Pavel, Martin PETRENEC, Urs GASSER, Jiří TOBIÁŠ a Jan ŠAROUN. Precipitate microstructure evolution in exposed IN738LC superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014, **589**, 462-471. ISSN 09258388.
- [10] PODHORNÁ, Božena, Jiří KUDRMAN a Karel HRBÁČEK. Tepelné zpracování, mechanické vlastnosti a strukturní stabilita perspektivních litých niklových superslitin. In: *Sborník z konference METAL 2004*. Hradec nad Moravicí, 2004.
- [11] HERRMANN, Konrad, ed. *Hardness Testing: Principles and applications*. USA: Ohio: Materials Park: ASM International, 2011. ISBN 978-1-61503-832-9.